

## Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 11343538  
PUBLICATION DATE : 14-12-99

APPLICATION DATE : 29-05-98  
APPLICATION NUMBER : 10149158

**Best Available Copy**

APPLICANT : KAWASAKI STEEL CORP;

INVENTOR : FURUKIMI OSAMU;

INT.CL. : C22C 38/00 C21D 9/46 C22C 38/14 C22C 38/58

TITLE : COLD-ROLLED STEEL SHEET SUITABLE FOR HIGH-DENSITY ENERGY BEAM  
WELDING AND ITS PRODUCTION

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To improve the weldability and welded formability by hot-rolling, cold-rolling and then annealing a raw steel material contg. specified amts. of C, Mn, S, N, Nb, Ti and V and having specified average crystal grain diameter and area ratio under specified conditions to impart a specified elongation.

SOLUTION: A raw steel material contg. 0.001-0.20% C, 0.05-3.5% Mn,  $\leq 0.02\%$  S,  $\leq 0.02\%$  N, at least one kind among 0.005-0.20% Nb, 0.005-0.30% Ti and 0.005-0.20% V and the balance Fe with inevitable impurities and having a parent phase of  $\leq 10 \mu\text{m}$  average crystal grain diameter or further a second phase of  $\leq 20\%$  area ratio is hot-rolled at a finishing temp. of  $\geq 800^\circ\text{C}$ , then cold-rolled, annealed at  $750-850^\circ\text{C}$ , hence recrystallized and cooled at a rate of  $5-70^\circ\text{C/sec}$  to obtain a cold-rolled sheet having  $\geq 10\%$  uniform elongation and  $\geq 5\%$  local elongation.

COPYRIGHT: (C)1999,JPO

**Best Available Copy**

特開平11-343538

(43) 公開日 平成11年(1999)12月14日

(51) Int.Cl. <sup>6</sup>	識別記号	F I	
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 S
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46	G
C 2 2 C 38/14		C 2 2 C 38/14	
38/58		38/58	

審査請求 未請求 請求項の数 5 O L (全 9 頁)

(21) 出願番号	特願平10-149158	(71) 出願人	000001258 川崎製鉄株式会社 兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号
(22) 出願日	平成10年(1998)5月29日	(72) 発明者	登坂 章男 千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内
		(72) 発明者	木谷 靖 千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内
		(72) 発明者	古君 修 千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内
		(74) 代理人	弁理士 小林 英一

(54) 【発明の名称】 高密度エネルギービーム溶接に適した冷延鋼板およびその製造方法

## (57) 【要約】

【課題】 高密度エネルギービーム溶接における優れた溶接性と、溶接後の成形性に優れた高密度エネルギービーム溶接に適した冷延鋼板を提供する。

【解決手段】 C、Si、Mn、P、S、Al、N量を適正量とし、重量%でNb:0.005~0.20%、Ti:0.005~0.30%、V:0.005~0.20%のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する組成として、熱間圧延の仕上げ圧延温度と巻取温度を調整し、冷間圧延、再結晶焼鈍を施し、平均結晶粒径10μm以下の母相と、あるいはさらに面積率で20%以下の第2相を含む組織とし、均一伸び10%以上、局部伸び5%以上を有する冷延板とする。さらにCu、Ni、Cr、Moのうちから選ばれた1種または2種以上および/またはBを含有してもよい。

## 【特許請求の範囲】

C : 0.001 ~ 0.20%、  
Mn : 0.05 ~ 3.5 %、  
S : 0.02%以下、  
N : 0.02%以下を含み、

Nb : 0.005 ~ 0.20%、Ti : 0.005 ~ 0.30%、V : 0.005 ~ 0.20%のうちから選ばれた1種または2種以上を含有し、残部Feおよび不可避免の不純物からなる組成と、平均結晶粒径10 $\mu$ m以下の母相と、あるいはさらに面積率で20%以下の第2相を含む組織とからなり、均一伸び10%以上、局部伸び5%以上を有することを特徴とする高密度エネルギービーム溶接に適した冷延鋼板。

【請求項2】 前記組成に加えて、さらに重量%で、Cu、Ni、Cr、Moのうちから選ばれた1種または2種以上を合計で0.005 ~ 0.20%および/またはB : 0.0005 ~ 0.005 %を含有することを特徴とする請求項1に記載の冷延鋼板。

C : 0.001 ~ 0.20%、  
Mn : 0.05 ~ 3.5 %、  
S : 0.02%以下、  
N : 0.02%以下を含み、

Nb : 0.005 ~ 0.20%、Ti : 0.005 ~ 0.30%、V : 0.005 ~ 0.20%のうちから選ばれた1種または2種以上を含有し、残部Feおよび不可避免の不純物からなる組成であることを特徴とする請求項3に記載の冷延鋼板の製造方法。

【請求項5】 前記組成に加えて、さらに重量%で、Cu、Ni、Cr、Moのうちから選ばれた1種または2種以上を合計で0.005 ~ 0.20%および/またはB : 0.0005 ~ 0.005 %を含有することを特徴とする請求項4に記載の冷延鋼板の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、高密度エネルギービーム溶接に好適な冷延鋼板に係り、とくに高密度エネルギービーム溶接性に優れ、さらに溶接後のプレス成形性に優れた冷延鋼板に関する。本発明における鋼板は、鋼帯をも含むものとする。

## 【0002】

【従来の技術】近年、地球環境保全の観点から、炭酸ガスの排出を規制する動きが活発となっており、自動車の軽量化による燃費改善が注目されている。自動車の軽量化を進めるうえでは、自動車車体で多くの割合を占める鋼板を薄肉化するのが有効な手段であり、鋼板の薄肉化のために、高強度化した自動車用鋼板の開発が進められている。しかしながら、部品の高剛性が要求される部位においては、単純に、薄肉化した高強度鋼板を適用することはできない。また、高剛性が要求される部位の板厚に他の部材の板厚を適合させると、成形部材の重量が不必要に重くなる。

【0003】このような問題に対し、従来は、個々にブ

## 【請求項1】 重量%で、

Si : 0.005 ~ 1.5 %、  
P : 0.005 ~ 0.15%、  
Al : 0.005 ~ 0.2 %、

【請求項3】 重量%で、Nb : 0.005 ~ 0.20%、Ti : 0.005 ~ 0.30%、V : 0.005 ~ 0.20%のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する組成の鋼素材に、仕上げ圧延温度を800℃以上、巻取温度を400℃以上とする熱間圧延を施し、ついで冷間圧延を施したのち、焼鈍温度を750℃以上850℃以下とする再結晶焼鈍を施し、焼鈍後5℃/sec以上70℃/sec以下の冷却速度で冷却し、均一伸び10%以上、局部伸び5%以上を有する冷延板とすることを特徴とする高密度エネルギービーム溶接に適した冷延鋼板の製造方法。

## 【請求項4】 前記組成が、重量%で、

Si : 0.005 ~ 1.5 %、  
P : 0.005 ~ 0.15%、  
Al : 0.005 ~ 0.2 %、

レス成形された部材をスポット溶接により組み立てて構成部材としていたが、最近、異なる板厚、異なる材質の素材を平板の状態で部品形状に合わせてブランク（剪断打抜きまたは剪断切出し）し、レーザービームなどの高密度エネルギービーム溶接により接合したのち、プレス成形を行う、いわゆるテーラードブランクと呼ばれる技術が開発されている。技術内容としては、例えば、（社）自動車技術会 学術講演会前刷集 901.1990-5, P245などに紹介されている。また、この改良技術として、例えば、特開昭63-168286号公報には、厚さの異なる金属板を溶加材を付加しないレーザービーム突き合わせ溶接を用いて、レーザービームの方向を板表面に対し傾斜し、かつレーザービームの方向成分のひとつを厚い方の金属板の切断縁に向けて溶接したのち、溶接された金属板をプレス成形、深絞り成形する成形部材の製造方法が開示されている。

【0004】このテーラードブランクと呼ばれる技術を適用すれば、余分な板厚増加を防止でき、大幅な軽量化が達成できる。例えば高剛性が要求される部位のみを厚肉とし、他の高剛性を要求されていない部位では、高張力鋼板を適用し薄肉とすることができる。しかしながら、このテーラードブランク技術の適用に当たり、部材の溶接部の溶接不良が、見栄えや成形性の点から問題となっていた。この見栄えの問題に対しては、例えば特開平5-84585号公報には、シャー切断された複数の薄鋼板を切断面のばりの方向を同じにして突き合わせ、切断面のダレ側にフィラーを供給し、ダレ側からレーザー光を照射してレーザー溶接しレーザー光照射側の反対面をパネル外面とする自動車パネルの製造方法が開示されている。

また、成形性の問題に対しては、特開平5-50275号公報には、突き合わせ間隔、レーザ光の照射開始位置と鋼板の溶接開始側端面との距離、レーザ光の照射終了位置と鋼板の溶接終了側端面との距離、レーザ光照射開始時期とフィラー供給開始時期のずれ、レーザ光照射終了時期とフィラー供給終了時期のずれ、を所定の範囲としてレーザ溶接を行うプレス成形用鋼板のレーザ溶接方法が開示され、この方法により伸びフランジ成形性が高まるとしている。

#### 【0005】

【発明が解決しようとする課題】しかし、本発明者らは、上記した溶接方法でもなお、溶接時に突き合わせ面となる鋼板の切断面の形状精度が低い場合には、安定して部材の溶接接合を行うことが困難な場合があることを知見し、溶接施工性から高密度エネルギービーム溶接を行う各部材の突き合わせ面の形状精度の向上が必要であることに想到した。また、平板状態では問題なく接合されていても、溶接部の健全性に問題がある時にはその後のプレス成形時に接合部にプレス割れを生じる等の不具合を生じる場合があった。。さらに、溶接熱影響部の軟化が著しい場合には、プレス成形時に割れ、ネッキングなどの不具合を発生するなど、高密度エネルギービーム溶接した部材の溶接部および熱影響部の特性や成形性が劣るという問題が残されていた。

【0006】本発明は、上記した従来技術の問題を有利に解決し、高密度エネルギービーム溶接における優れた溶接性を有し、かつ溶接後の成形性に優れ、高密度エネルギービーム溶接に適した冷延鋼板を提供することを目的とする。

#### 【0007】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、高密度エネルギービーム溶接を安定して施工するためには、まず部材の突き合わせ面となる鋼板の切断面の形状精度が重要であることを見いだした。とくに、剪断により所定の寸法に切断された鋼板においては、切断面の破面形態が重要であり、通常実施される板厚10%程度のクリアランス設定で剪断した場合には、鋼板の全厚に対し、65%以上、好ましくは75%以上の剪断面と、20%以下、好ましくは15%以下の破断面と、15%以下、好ましくは10%以下の「だれ」、10%以下の「かえり」とからなる破面形態とするのがよいことを見いだした。剪断により鋼板を切断した場合の破面形態は、一般に図1に示すように、剪断面とそれに続く破断面とからなり、剪断開始側のだれと、剪断終了側のかえりを有する。

【0008】さらに、本発明者らは、種々の強化機構を組み合わせて高強度化した熱延鋼板について、剪断条件を変化した剪断を行い切断部の破面形態を観察し、通常の剪断条件で、上記した高密度エネルギービーム溶接の溶接施工に好適な破面形態とするための素材組織について検討した。その結果、素材として、鋼の化学成分を規

制し、均一微細な組織とすることが必要で、具体的には、鋼板組織を平均結晶粒径が $10\mu\text{m}$ 以下の母相と、あるいはさらに、面積率で20%以下の第2相を含む組織とするのがよいという知見を得た。

【0009】また、本発明者らは、高エネルギービーム溶接部の特性を改善するために、種々の強化機構を組み合わせて高強度化した冷延鋼板について、高密度エネルギービーム溶接を実施し、溶接部特性について検討した。その結果、Nb、Ti、Vを単独または複合して添加し、これらの炭窒化物による析出強化を用いて、あるいはさらにCu、Ni、Cr、MoおよびBを用いて高強度化することにより、高エネルギービーム溶接を行っても、溶接部および溶接熱影響部の強度・延性の劣化はなく、また溶接熱影響部の軟化もなく、プレス成形性が著しく向上するという知見を得た。

【0010】本発明は、上記した知見に基づいて完成されたものである。すなわち、本発明は、重量%で、C: 0.001 ~ 0.20%、Si: 0.005 ~ 1.5%、Mn: 0.05 ~ 3.5%、P: 0.005 ~ 0.15%、S: 0.02%以下、Al: 0.005 ~ 0.2%、N: 0.02%以下を含み、Nb: 0.005 ~ 0.20%、Ti: 0.005 ~ 0.30%、V: 0.005 ~ 0.20%のうちから選ばれた1種または2種以上を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成と、平均結晶粒径 $10\mu\text{m}$ 以下の母相と、あるいはさらに面積率で20%以下の第2相を含む組織とからなり、均一伸び10%以上、好ましくは20%以上、局部伸び5%以上を有することを特徴とする高密度エネルギービーム溶接に適した冷延鋼板であり、前記組成に加えて、さらに重量%で、Cu、Ni、Cr、Moのうちから選ばれた1種または2種以上を合計で0.005 ~ 0.20%および/またはB: 0.0005 ~ 0.005%を含有してもよい。

【0011】また、本発明は、重量%で、Nb: 0.005 ~ 0.20%、Ti: 0.005 ~ 0.30%、V: 0.005 ~ 0.20%のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する組成の鋼素材に、仕上げ圧延温度を800℃以上、巻取温度を400℃以上とする熱間圧延を施し、ついで冷間圧延を施したのち、焼鈍温度を750℃以上850℃以下とする再結晶焼鈍を施し、焼鈍後5℃/sec以上70℃/sec以下の冷却速度で冷却し、均一伸び10%以上、局部伸び5%以上を有する冷延板とすることを特徴とする高密度エネルギービーム溶接に適した冷延鋼板の製造方法であり、本発明では、前記組成を、重量%で、C: 0.001 ~ 0.20%、Si: 0.005 ~ 1.5%、Mn: 0.05 ~ 3.5%、P: 0.005 ~ 0.15%、S: 0.02%以下、Al: 0.005 ~ 0.2%、N: 0.02%以下を含み、Nb: 0.005 ~ 0.20%、Ti: 0.005 ~ 0.30%、V: 0.005 ~ 0.20%のうちから選ばれた1種または2種以上を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成とするのが好ましく、また本発明では、前記組成に加えて、さらにCu、Ni、Cr、Moのうちから選ばれた1種または2種以上を合計で0.005 ~ 0.20%および/ま

たはB:0.0005~0.005 %を含有してもよい。

【0012】

【発明の実施の形態】本発明でいう高密度エネルギービームとは、レーザービーム、電子ビーム、プラズマビームなどを指す。本発明による冷延鋼板を各部材として使用し、各部材間を高密度エネルギービーム溶接することにより成形用部材を構成すると、その後の成形が容易となる。

【0013】まず、本発明における化学組成の限定理由について説明する。Nb:0.005 ~0.20%、Ti:0.005 ~0.30%、V:0.005 ~0.20%のうちから選ばれた1種または2種以上Nb、Ti、Vは、鋼板組織を均一かつ微細化する有効な元素であり、それぞれ0.005 %以上添加することにより効果が認められる。これら元素は1種または2種以上複合して添加できる。しかし、Nb、Vはそれぞれ0.20%、Tiは0.30%を超えて添加すると効果が飽和し、添加量に見合う効果が期待できない。そのため、Nb:0.005 ~0.20%、Ti:0.0005~0.30%、V:0.005 ~0.20%の範囲に限定した。なお、複合して添加される場合には、Nb、Ti、Vの合計量が0.30%を超えると効果が飽和する傾向を示し好ましくない。

【0014】また、Nb、Ti、Vは、強化元素としての作用に加え、鋼板を剪断した場合の切断面の破面形態および切断面の精度を高密度エネルギービーム溶接に好適な範囲とする効果を有している。Nb、Ti、Vにより析出強化された鋼板では、高密度エネルギービーム溶接を行ってもその溶接部の硬さ分布は比較的平坦な分布となり、極端な硬化部や軟化部がなく、溶接部の延性低下も少ない。このため、溶接後のプレス成形に際しても、溶接線を挟んでほぼ均一な歪分布となり、溶接部の成形性は著しく向上する。

【0015】C:0.001 ~0.20%

Cは、鋼板の強度を確保するうえで重要な元素である。C量が0.001 %未満では、溶接熱影響部の結晶粒が粗大化し、溶接後のプレス成形時に割れ、ネッキングが発生する。一方、C量が0.20%を超えると、溶接部の硬化が著しく、延性が劣化するため、溶接後のプレス成形時に割れが発生し、成形性が劣化する。このため、Cは0.001 ~0.20%に限定した。なお、さらなる成形性向上の観点から好ましくは0.002 ~0.15%である。

【0016】Si:0.005 ~1.5 %

Siは、鋼板の延性低下を最小限に抑えて鋼板を強化するために有効な元素である。この効果は0.005 %以上の添加で認められる。しかし、1.5 %を超える添加は、鋼板の強度を著しく増加させるため、例えば熱間圧延、冷間圧延等の鋼板製造工程における負荷が大きく製造にあたり障害となる。このため、Siは0.005 ~1.5 %の範囲に限定した。なお、溶接性の観点からは0.005 ~1.0 %に限定するのが好ましい。

【0017】Mn:0.05~3.5 %

Mnは、鋼板組織の微細化および低温変態組織の形成に有効な元素である。このような効果は0.05%以上の添加で認められるが、3.5 %を超えて添加すると効果が飽和し、さらに熱間圧延等の鋼板製造工程の負担が増大する。このため、Mnは0.05~3.5 %に限定した。

【0018】P:0.005 ~0.15%

Pは、鋼板を固溶強化するために有効な元素であるが、この効果が認められるためには0.005 %以上の添加が必要である。一方、0.15%を超えて添加した場合には鋼板の溶接性が低下する。このため、Pは0.005 ~0.15%の範囲に限定した。なお、好ましくは0.01~0.10%である。

【0019】S:0.02%以下

Sは、鋼板の延性を低下させるため、できるだけ低減するのが好ましい。延性確保の観点からは、0.02%まで許容できる。とくに高い延性が要求される場合には、0.010 %以下とするのが好ましい。

Al:0.005 ~0.2 %

Alは、脱酸元素として作用し、0.005 %以上の添加で鋼中の酸化物量を十分低減できる。一方、0.2 %を超える添加は、アルミナクラスターを形成し表面欠陥が多発するとともに、熱間延性が低下する。このため、Alは0.005 ~0.2 %の範囲に限定した。なお、表面性状の観点からは0.005 ~0.15%の範囲とするのが好ましい。

【0020】N:0.02%以下

Nは、鋼中に固溶して鋼板の強度を増加する元素であるが、耐時効性を劣化するため、耐時効性を劣化させない範囲で添加し高強度化を図ることができる。しかし、過剰な添加は、鋼板表面にブローホールを発生させるため、Nは0.02%以下に限定する。延性が要求される用途の場合には、Nは0.007 %以下とするのが好ましい。

【0021】B:0.0005~0.005 %

Bは、焼入れ性を増加する元素であり、第2相としてベイナイト組織を形成するうえで有用な元素であり、必要に応じて添加できる。第2相として、ベイナイト組織を有する組織は、高密度エネルギービーム溶接性や、高密度エネルギービーム溶接後の成形性向上に有効である。Bが0.0005%未満では、上記した効果が期待できない。一方、0.005 %を超える添加では、鋼板の表面性状が劣化する。このため、Bは0.0005~0.005 %の範囲とするのが好ましい。なお、材質の安定性の観点からより好ましくは0.0010~0.0020%である。

【0022】Cu、Ni、Cr、Moのうちから選ばれた1種または2種以上を合計で0.005 ~0.20%

Cu、Ni、Cr、Moは、焼入れ性を増加させる元素であり、鋼板の高強度化のために必要に応じてこれら元素のうちから1種または2種以上添加できる。Cu、Ni、Cr、Moはそれぞれ0.005 %以上の添加で効果が認められるが、0.20 %を超える添加は鋼板の硬質化が顕著になり、高密度エネルギービーム溶接性や、高密度エネルギービーム溶接

後の成形性が劣化する。このため、Cu、Ni、Cr、Moはそれぞれ0.005～0.20%の範囲とするのが好ましい。また、複合して添加する場合は、合計量が0.20%を超える添加は、高密度エネルギービーム溶接性や、高密度エネルギービーム溶接後の成形性が劣化する。このため各元素の合計量を0.20%以下に限定するのが好ましい。

【0023】つぎに、組織の限定理由について説明する。

母相：平均結晶粒径 $10\mu\text{m}$ 以下

本発明の冷延鋼板は、フェライトを母相とする組織であり、母相の面積率は少なくとも80%以上とするのが良好な成形性を確保するために好ましい。母相の平均結晶粒径は $10\mu\text{m}$ 以下とする。母相の平均結晶粒径が $10\mu\text{m}$ を超えると、鋼板を剪断により切断した場合に破面にだれ、かえりの形成が顕著となり、また、破断面の面積率が増加して、切断面の精度が低下し高密度エネルギービーム溶接が安定して施工できなくなる。なお、平均結晶粒径は圧延方向に平行な板厚断面における全厚平均（ただし、最表面より $20\mu\text{m}$ までは除く）とする。

【0024】本発明では、面積率20%以下の第2相を含ませてもよい。

第2相：面積率で20%以下

第2相は、ベイナイト、あるいはマルテンサイト、あるいはこれらの混合とするのが強度と延性を両立させるうえで好ましい。なお、前記のいずれかを含んでいればパーライトもしくはベイナイトの存在も可とする。第2相の面積率が20%を超えると、延性が低下し、また、特に高精度の剪断面形状を得るために小さなクリアランスでの剪断を行った場合に加工面の形状が顕著に悪化ようになる。第2相を面積率で20%以下とするのは、熱延条件および連続焼鈍条件を適正化することにより達成できる。なお、第2相は強度向上の観点から面積率で5%以上形成するのが好ましい。

【0025】上記した組成と組織とし、Ti、Nb、Vの炭化物を適正に析出させることにより、冷延鋼板は、均一伸び10%以上、局部伸び5%以上を有し、延性、成形性に優れた鋼板となり、高密度エネルギービーム溶接に好適な剪断加工破面形態を示し、優れた高密度エネルギービーム溶接部特性と高密度エネルギービーム溶接後の成形性を示す。

【0026】ここで、各相の比率は、板厚 $1/4 \sim 1/2$ における圧延方向に平行な板厚断面の微細組織を走査電子顕微鏡または光学顕微鏡観察により測定するものとする。つぎに、本発明の冷延鋼板の製造条件について説明する。上記した組成の溶鋼を、転炉、電気炉等の通常公知の溶製方法で溶製し、連続鋳造法等の凝固手段を用いて鋼素材とする。鋼素材は、ついで加熱あるいは加熱することなく、熱間圧延を施される。熱間圧延のための加熱温度は、とくに限定されないが、 $1000 \sim 1300^\circ\text{C}$ とするのが好ましい。 $1000^\circ\text{C}$ 未満では、所定の仕上げ圧延温度

とすることが困難となり、 $1300^\circ\text{C}$ を超えると、結晶粒が顕著に粗大化するため、冷延鋼板の細粒化が困難となる。

【0027】熱間圧延の仕上げ圧延温度： $800^\circ\text{C}$ 以上、本発明では、冷延鋼板の母相の平均結晶粒径を $10\mu\text{m}$ 以下とするために、鋼組成に加え、熱間圧延条件の仕上げ圧延温度を $800^\circ\text{C}$ 以上とする。熱延の仕上げ圧延温度が $800^\circ\text{C}$ 未満では、均一かつ微細な組織を得ることが困難となり、剪断面の形状の悪化およびそれらによる溶接性低下という問題が生じる。また、第2相の性状を安定して制御することが困難となる。なお、熱間圧延の圧下率は、最終製品の組織を均一かつ微細化する観点から $950^\circ\text{C}$ 以下の温度範囲での合計で80%以上とするのが好ましい。なお、圧延後の冷却は、 $10^\circ\text{C}/\text{sec}$ 以上とするのが好ましい。これにより、組織の微細化が達成できる。

【0028】巻取温度： $400^\circ\text{C}$ 以上

熱間圧延を施し熱延板としたのち、 $400^\circ\text{C}$ 以上好ましくは $750^\circ\text{C}$ 以下で巻取る。巻取温度が $750^\circ\text{C}$ を超えると、スケールの生成が著しく、酸洗効率が悪くなり、さらに組織の不均一化という問題が発生する。また、巻取温度が $400^\circ\text{C}$ 未満では、鋼板形状が悪くなる。

【0029】また、熱延板表面のスケールを剥離する場合には、酸洗を施してもよい。熱延板のスケール剥離の目的で行う酸洗は、通常公知の条件でよい。例えば、室温 $\sim 70^\circ\text{C}$ で3～15%塩酸を使用するのが好ましい。これら熱延板は、ついで、必要に応じ熱延板焼鈍、酸洗を施されたのち、冷延板用母板として使用される。

【0030】冷間圧延の圧下率： $50 \sim 90\%$

冷間圧延の圧下率は $50 \sim 90\%$ とするのが好ましい。圧下率が50%未満では、組織の均一化が期待できない。また、圧下率が90%を超えると、冷間圧延の負荷が顕著に増大する。このため、冷間圧延の圧下率は $50 \sim 90\%$ とするのが好ましい。

再結晶焼鈍温度： $750 \sim 850^\circ\text{C}$

再結晶焼鈍は、連続焼鈍炉、連続溶融亜鉛めっきラインのいずれでもよい。焼鈍温度を $750^\circ\text{C}$ 以上 $850^\circ\text{C}$ 以下とし、焼鈍時間を10sec以上180sec以下とするのが望ましい。焼鈍温度が $750^\circ\text{C}$ 未満、あるいは焼鈍時間が10sec未満では、再結晶が完了せずあるいは再結晶しても不安定であり、優れた延性、成形性が確保できない。焼鈍温度が $850^\circ\text{C}$ を超え、あるいは焼鈍時間が180secを超えては、再結晶粒が粗大化し、母相の平均結晶粒径 $10\mu\text{m}$ 以下が達成できないため、剪断面の形状が劣化する。このため、再結晶焼鈍温度は $750 \sim 850^\circ\text{C}$ の範囲とする。再結晶焼鈍後、 $5^\circ\text{C}/\text{sec}$ 以上 $70^\circ\text{C}/\text{sec}$ 以下の冷却速度で冷却する。冷却速度が $5^\circ\text{C}/\text{sec}$ 未満では、結晶粒が粗大化し、 $70^\circ\text{C}/\text{sec}$ をこえると組織が不均一となり、また第2相の面積率が增大していずれも剪断面の形状が劣化する。

【0031】再結晶焼鈍鋼板は、形状矯正、表面粗さ調整のため、5%以下の調質圧延を施してもよい。圧下率が5%を超えると、圧延によるスケールの押し込み等で表面性状が劣化する。なお、Ti、Nb、Vの炭化物を析出させ、かつ20%以下の第2相（実質的にマルテンサイトまたはベイナイトまたはその混合）を得るためには、熱間圧延後の冷却パターンを制御するのが好ましい。具体的条件は鋼組成および目的とする材質（強度・延性等）によって異なるが、圧延後速やかに600～750℃まで急冷し（前段冷却）、その後、好ましくは3～20秒間緩冷（例えば空冷）したのち、巻取り温度まで急冷する（後段冷却）ことが通常好適である。前段冷却、後段冷却とも30℃/s以上の冷却速度が好ましく、また前段冷却は熱間圧延後2秒以内に開始することが好ましい。

【0032】前段冷却もしくは後段冷却が不十分であると、第2相の面積率が過剰となる可能性が高まる。また、緩冷温度域が600～750℃の範囲を外れると溶接性を確保するのに十分な炭化物析出を得ることができない可能性がある。熱延後の冷却制御により析出したTi、Nb、Vの炭化物は、冷間圧延により多少形状および分布が変化するものの、冷延-焼鈍工程を経ても安定した析出状態にある。また、第2相の組成および面積率についても後述する好適な焼鈍条件の範囲内であれば、比較的安定したままであるが、焼鈍条件（温度、時間、冷却速度）により変化させることも、むろん可能である。

【0033】本発明の冷延鋼板は、冷延焼鈍のままで使用されるほかに、各種表面処理を施され、表面処理鋼板としても優れた使用特性が得られる。表面処理としては、亜鉛めっき、錫めっき、クロムめっき等が好適である。本発明でいう高密度エネルギービームとは、レーザービーム、電子ビーム、プラズマビームなどを指す。本発明による冷延鋼板を各部材として使用し、高密度エネルギービーム溶接により成形用部材を構成すると、その後の成形が容易となる。なお、本発明による冷延鋼板を熱延鋼板と接合して、成形用部材を構成しても何ら問題はない。

#### 【0034】

【実施例】（実施例1）表1に示す化学組成の溶鋼を、転炉で溶製し、連続鋳造法でスラブに鋳造した。これらスラブを1200℃に加熱したのち、表2に示す熱間圧延条件で板厚3.2mmの熱延鋼板とし、さらに熱延鋼板に表2に示す条件で冷間圧延を施し、各種板厚の冷延鋼板とした。ついで、これら冷延板に表2に示す条件で連続焼鈍を施し、冷延焼鈍板とした。

【0035】これら冷延焼鈍板からJIS5号引張試験片を採取し（L方向）、均一伸びおよび局部伸びを調査した。またこれら冷延焼鈍板の組織を調査した。これらの結果を表2に示す。

#### 【0036】

【表1】

鋼 No	化学組成 (wt%)									備 考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb, V, Ti	その他	
A	0.05	0.01	0.50	0.02	0.002	0.040	0.0025	Nb:0.045	—	本発明例
B	0.08	0.01	0.80	0.01	0.005	0.035	0.0035	Nb:0.006, Ti:0.15	—	本発明例
C	0.08	0.70	0.50	0.01	0.007	0.045	0.0025	Nb:0.015, V:0.015	Cu:0.01, Ni:0.01	本発明例
D	0.03	0.02	1.20	0.04	0.005	0.045	0.0029	Nb:0.025	B:0.0015	本発明例
E	0.15	1.00	0.80	0.01	0.005	0.020	0.0034	Ti:0.20	—	本発明例
F	0.05	0.40	0.80	0.01	0.005	0.065	0.0025	Ti:0.15	Cr:0.05	本発明例
G	0.15	0.20	1.00	0.01	0.005	0.025	0.0036	—	—	比較例
H	0.07	0.01	0.60	0.01	0.005	0.030	0.0026	Nb:0.060	Mo:0.05	本発明例

#### 【0037】

【表2】

鋼板 No	編 No	熱延条件										冷延 圧下率 %	焼 鈍			調整 圧延 圧下率 %	冷延焼鈍後の組織				冷延焼鈍後の機械的性質		備 考
		スラブ 加熱 温度 ℃	仕上り 圧延 温度 ℃	巻取 温度 ℃	950℃以下 の熱延 圧下率 %	前焼鈍			空冷 時間 s	後焼鈍 温度 ℃	焼鈍 温度 ℃		均熱 時間 s	冷却 速度 ℃/s	母相		第2相		均一 伸び %	局部 伸び %			
						開始 時間 s	冷却 速度 ℃/s	停止 温度 ℃							冷延速度 ℃/s		組織	粒径 μm			組織	面積率 %	
1	A	1200	880	580	88	1	50	700	5	50	80	750	30	20	0.8	F	3.2	—	—	20	8	本発明例	
2		1050	820	540	92	1	50	700	5	50	70	770	30	20	0.8	F	2.2	B.M	5.2	20	8	本発明例	
3	B	1180	840	640	90	1	40	700	10	50	75	770	30	20	1.0	F	2.5	M.B	2.2	18	7	本発明例	
4		1050	850	480	90	1	50	700	8	40	75	840	30	20	1.0	F	2.1	B	5	20	8	本発明例	
5	C	1050	820	600	86	1	50	700	5	50	85	800	30	30	—	F	2.2	M	6	21	9	本発明例	
6	D	1050	845	580	90	1	35	650	3	40	75	770	30	10	1.0	F	2.2	M	7	25	12	本発明例	
7	E	1050	850	610	86	0.5	50	700	7	50	85	740	30	30	1.0	F	1.5	B	5	22	10	本発明例	
8	F	1050	820	600	90	1	50	700	5	50	75	770	30	20	1.0	F	2.1	B	1	20	9	本発明例	
9		1200	900	540	90	1	60	700	5	50	75	740	60	20	1.2	F	2.5	B	0.5	20	8	本発明例	
10	G	1200	860	600	90	1	50	700	5	50	75	770	30	20	1.0	F	4.1	B.M.P	5.2.7	22	8	比較例	
11	H	1100	860	550	90	1	50	700	5	60	80	780	30	20	1.0	F	2.2	M.B	3.2	20	8	本発明例	

\*) F:75μt、B:25μt、M:20μt、P:20μt

【0038】これら冷延焼鈍鋼板を、クリアランスを板厚の5%とする剪断により所定の寸法の鋼板とし、切断破面形態を観察した。破面形態の評価は、○：良好、△：やや劣る、×：劣るで行った。○（良好）は、全厚に対する剪断面比率75%以上、破断面比率15%以下、だれ、かえりとも10%以下、△（やや劣る）は、剪断面比率65%～75%未満、破断面比率15%超～20%、だれ10%超～15%のいずれかに該当、×（劣る）は、剪断面比率65%未満、破断面比率20%超、だれ15%超、かえり10%超のいずれかに該当する場合とした。

【0039】これら冷延焼鈍鋼板の剪断面を突き合わせ、炭酸ガスレーザを用いて、突き合わせ溶接により成形用部材とした。レーザ溶接条件はつぎのとおりである。

レーザ出力：4.0kW

溶接速度：5m/min

集光レンズの焦点距離：250mm

焦点位置：-0.5mm（板表面より板内部側を正とする）

シールドガス：Ar

シールドガス流量：20 l/min

上記した溶接条件で突き合わせ溶接を行い、施工の安定性

を調査した。溶接施工の安定性の評価は、溶接長500mmの全長の外観を観察し、アンダーカット、穴あきがあったものを×（欠陥）とし、ないものを○（良好）とした。

【0040】また、これら成形用部材溶接部から、硬さ試験片を採取し、溶接部の硬さ試験を実施し、溶接部の硬さ分布を調査した。また、液圧バルジ試験を実施して、溶接部の成形性を調査した。液圧バルジ試験は、つぎの条件で実施した。

張出し径：150mm

溶接部：張出し円に中心部におく

この方法は、摩擦による変形の不均一がないため、溶接継手部の変形特性を正しく評価することができる。溶接部の成形性は破断寸前の塑性ひずみ、すなわち変形限界ひずみで評価した。各10枚のサンプリングに対してバルジ加工を行い限界ひずみが比較値（溶接なしの原板（1.4mm厚）における変形限界ひずみ）より1枚でも大幅に下回った（60%以下）場合を×とした。

【0041】これらの結果を表3に示す。

【0042】

【表3】



鋼板 No.	剪断 加工 破面 形態	高密度エネルギービーム溶接部					備 考
		溶接 施工性	最高 硬さ Hv	軟化部 有無 ***	プレス 成形性	総合 評価	
1	○	○	275	無	○	○	本発明例
2	○	○	285	有(微)	○	○	本発明例
3	○	○	325	有(微)	○	○	本発明例
4	○	○	320	無	○	○	本発明例
5	○	○	315	有(微)	○	○	本発明例
6	△	○	270	有(微)	○	○	本発明例
7	○*	○	420	無	○	◎	本発明例
8	○	○	290	無	○	○	本発明例
9	○	○	305	無	○	○	本発明例
10	×	×	505	有	×	×	比較例
11	○	○	300	無	○	○	本発明例

\*: 特に良好

\*\*\*: 母材より硬度の低い箇所

【0043】表3から、本発明例は、剪断加工の破面形態も所望の形態となって、溶接施工の安定性が高い。また、溶接熱影響部の軟化もなく、また溶接部の延性も高く、高密度エネルギービーム溶接性に優れ、さらに溶接部を張出し成形しても割れ等の発生はみられず、成形性は良好であった。

(実施例2) 表2に示す鋼板と熱間圧延条件、冷延後焼鈍条件、調質圧延条件を同一とし、冷間圧延の圧下率のみを変化させて各種板厚の冷延焼鈍板を作製した。これら冷延焼鈍板は、表2に示す各鋼板の組織、特性とほぼ同一の本発明範囲内の組織、特性を有していた。

【0044】これら冷延焼鈍板を、表4に示す組合せで、原板1および原板2を選択し、実施例1と同じ条件で炭酸ガスレーザを用いて突合せ溶接し、成形用部材を

作製した。これら部材について実施例1と同様に溶接施工性、溶接部硬さ、液圧バルジ試験によるプレス成形性を調査し、高密度エネルギービーム溶接性を評価した。この結果を表5に示す。

【0045】なお、溶接後のバルジ加工における限界ひずみの比較値としては、溶接した2種の原板のうち低い方の値を採用した。また、軟化部の有無も低い方の母材硬度を基準に評価した。本発明の鋼板同士の組合せはいずれも良好な結果を示した。なお、本発明の鋼板と比較例の鋼板の組合せでも、比較例の鋼板同士の溶接より良好な結果を得ている。

【0046】

【表4】

鋼板 No.	鋼 No.	熱延条件	熱延 仕上 板厚 (mm)	冷間圧延 仕上板厚 (mm)	焼鈍条件	調質圧延条件
12	A	鋼板No. 1と同じ	3.2	1.2	鋼板No. 1と同じ	
13				0.8		
14				鋼板No. 2と同じ	1.4	鋼板No. 2と同じ
15	B	鋼板No. 3と同じ		1.0	鋼板No. 3と同じ	
16				2.0		
17	C	鋼板No. 5と同じ		0.8	鋼板No. 5と同じ	
18	D	鋼板No. 6と同じ		0.7	鋼板No. 6と同じ	
19	E	鋼板No. 7と同じ		1.8	鋼板No. 7と同じ	
20	F	鋼板No. 8と同じ		1.2	鋼板No. 8と同じ	
21				0.7		
22				1.4		
23				0.65		
24	G	鋼板No. 10と同じ		0.7	鋼板No. 10と同じ	

【0047】

【表5】

No.	鋼板組合せ				剪断加工 破面形態		高密度エネルギービーム溶接部					備 考
	原板 1		原板 2				溶接 施工性	最高 硬さ Hv	軟化部 有無	プレス 成形性	総合 評価	
	鋼板No.	板厚 (mm)	鋼板No.	板厚 (mm)								
2- 1	12	1.2	22	1.4	○	○	○	300	無	○	○	本発明例
2- 2	15	1.0	17	0.8	○	○	○	320	有（微）	○	○	本発明例
2- 3	16	2.0	19	1.8	○	○	○	395	無	○	○	本発明例
2- 4	14	1.4	20	1.2	○	○	○	295	無	○	○	本発明例
2- 5	13	0.8	18	0.7	○	○	○	275	有（微）	○	○	本発明例
2- 6	21	0.7	23	0.65	○	○	○	302	無	○	○	本発明例
2- 7	24	0.7	15	1.0	×	○	○	461	有（小）	○	△	本発明例

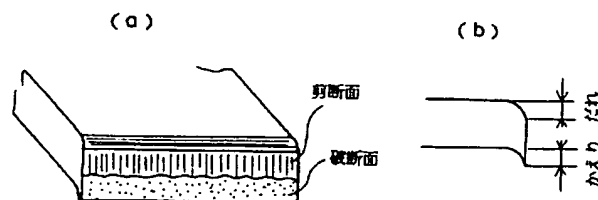
【0048】

【発明の効果】本発明によれば、成形性を損なうことなく、自動車車体の軽量化や部材の歩留り向上を図ることができ、産業上格段の効果を奏する。

【図面の簡単な説明】

【図1】剪断加工により形成された鋼板切断面の破面形態を示す模式図である。

【図1】



**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning  
Operations and is not part of the Official Record**

**BEST AVAILABLE IMAGES**

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☐ BLACK BORDERS
- ☐ IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- ☒ FADED TEXT OR DRAWING
- ☒ BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING
- ☐ SKEWED/SLANTED IMAGES
- ☐ COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS
- ☐ GRAY SCALE DOCUMENTS
- ☒ LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT
- ☐ REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY
- ☐ OTHER: \_\_\_\_\_

**IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.**

**As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.**